

⑫ 公開特許公報(A) 平3-199336

⑬ Int. Cl.³
C 22 C 21/02

識別記号 庁内整理番号
6813-4K

⑭ 公開 平成3年(1991)8月30日

審査請求 未請求 請求項の数 2 (全6頁)

⑮ 発明の名称 耐摩耗性アルミニウム合金

⑯ 特 願 平1-338770

⑰ 出 願 平1(1989)12月28日

⑱ 発 明 者 神 重 傑 東京都千代田区外神田3-15-1 リヨ一ビ株式会社東京
本社内
⑲ 発 明 者 高 橋 庸 輔 東京都千代田区外神田3-15-1 リヨ一ビ株式会社東京
本社内
⑳ 発 明 者 西 直 美 東京都千代田区外神田3-15-1 リヨ一ビ株式会社東京
本社内
㉑ 出 願 人 リヨ一ビ株式会社 広島県府中市日崎町762番地
㉒ 代 理 人 弁理士 佐々木 清隆 外3名

明 細 書

1. 発明の名称

耐摩耗性アルミニウム合金

2. 特許請求の範囲

(1) Si13~18wt%, Cu1~7wt%, Ni3~7wt%, Mn0.2~1.5wt%, Mg1.0wt%以下、Fe1.5wt%以下を含み残部が実質的にAlよりなることを特徴とする耐摩耗性アルミニウム合金、

(2) Si13~18wt%, Cu1~7wt%, Ni3~7wt%, Mn0.2~1.5wt%, Mg1.0wt%以下、Fe1.5wt%以下と、Ti0.001~0.3wt%, B0.001~0.1wt%, P0.001~0.2wt%, Sr0.001~0.1wt%, 及びSb0.05~0.3wt%の少くとも1種ヲ含み残部が実質的にAlよりなることを特徴とする耐摩耗性アルミニウム合金。

3. 発明の詳細な説明

(産業上の利用分野)

本発明は耐摩耗性に優れたアルミニウム合金に関する。

(従来の技術)

従来、内燃機関の摺動部材にはACBA合金(JISアルミニウム合金精物)や390合金(過共晶Al-Si合金)等が使用されている。

ACBA合金は約1wt%のCu及びMg、11~13wt%のSi及び耐熱性を向上させるためにNiを0.8~1.5wt%の範囲で含有するアルミニウム合金であって、通常熱処理(T_h又はT_v)を行って使用している。このアルミニウム合金は390合金に比べSiとCuの量が少ないため室温における韌性が比較的高く、またNiを添加していることから高温強度も高いことが知られている。しかし、合金の精放し状態ではSi、Cuの添加量が少ないことから耐摩耗性に問題がある。従ってこの合金は、一般的に熱処理を行わないで使用するダイカスト品への応用は難しく、また、この合金の凝固組織にはα相が多く晶出しているため同じAl合金材同志の摺動時に腐食を起し易い問題がある。

一方390合金は過共晶域までSiを添加していることから凝固組織には初晶Siが多く分散しており耐摩耗性はACBA合金より優れている。更に熱膨張

係数が低い特長も併せもつことから誘放し状態あるいは安定化処理を行った状態でエンジンの摺動部やシフトフォークなどの摩耗部品に使用されている。しかし、高度な耐摩耗性が要求されるようなライナーレスのシリンダブロック材に対しては充分な耐摩耗性を有しているとは言いがたい。これはACBA合金同様凝固組織にα相が多いため摺動時に焼付きを生じ易いことが一因である。

(発明が解決しようとする問題点)

そのため390合金をライナーレスのシリンダブロック材のようにライナー材として使用する場合は特殊な腐食処理によってマトリックスを浸食し初晶Siを浮き出すことによって耐摩耗性を向上している。このように厳しい摩耗条件にさらされるような部分に390合金を使用するには特殊な処理を必要とし、生産における工数が増える問題がある。その上、エンジン部品等高温下で利用される環境を想定した場合390合金はACBA合金に比べ高温強度が低い欠点がある。

(問題点を解決するための手段)

Siの添加は初晶Si、共晶Siを晶出して強度、硬さ、耐摩耗性が向上し、熱膨張係数が低下する。Si粒の均一分散が得られる場合は特に耐摩耗性に与える効果大きい。13wt%以下では初晶Siの晶出量が少ないため耐摩耗性が不充分で18wt%を超えると液相線温度が上昇し铸造性が低下する。

(Ni)

NiはAl-Ni系化合物、及びAl-Ni-Cu系化合物を形成し、著しく靱性の低下を伴わずに強度、硬さ、耐摩耗性が向上し、更に高温における強さの向上に有効である。Niの高温強度に対する効果は3wt%程度で飽和するが、更にそれ以上添加すれば硬さと耐摩耗性とが著しく向上し、その上熱膨張係数の低下にも有益である。本発明合金ではこの点に着目し、従来合金では耐熱効果の飽和、合金コストからNi量を3wt%以下に抑えていたのに対し、3wt%以上のNiを添加することによって硬さ、耐摩耗性が向上している。Ni3%未満では耐摩耗性が充分でなく、7%を超えると、針状の粗大化合物の晶出量が増え靱性が著しく低下する。更に液

本発明は前述の問題を解決するためになされたもので、誘放し状態で390合金以上の耐摩耗性と高温強度とを有するアルミニウム合金を提供することを目的としている。

上記目的は以下に示す本発明によって達成される。

すなわち、本発明はSi13～18wt%、Cu1～7wt%、Ni3～7wt%、Mn0.2～1.5wt%、Mg1.0wt%以下、Fe1.5%以下で、必要に応じてTi0.01～0.3wt%、B0.001～0.1wt%、P0.001～0.2wt%、Sr0.001～0.1wt%、及びSb0.05～0.3wt%の少くとも一種を含有し、残部が実質的にAlよりなるアルミニウム合金である。

本発明のアルミニウム合金では、Si、Cu、Ni、Mn、Mg及びFeの量を上記の特定範囲に規定することにより優れた高温強度と耐摩耗性を有している。以下、本発明を詳細に説明する。

まず、本発明のアルミニウム合金における成分組成の限定理由を説明する。

(Si)

相線温度の上昇から凝固温度範囲が広がり、ダイカスト製造の際に割れが生じ易くなる。

(Cu)

Cuは2相に固溶し耐力、硬さを向上する。その上Al-Ni系化合物とAl-Ni-Cu系化合物を形成し高温強度、耐摩耗性を向上する。1wt%未満では硬さ、耐摩耗性が十分でなく、7wt%を超えると偏析が激しくなり強度の向上を伴わずに靱性が低下する。更に铸造性に対しても悪影響を及ぼす。

(Mn)

Mnは、Al相中に良く固溶し、Al-Mn2元系平衡状態図上でのMnの固溶限は共晶点(1.9%, 657℃)で約1.8wt%である。Mnの添加により、硬さ、強度が向上し、Si、Fe、Ni、Cu等が共存すると、Al-Mn-Si-Fe系化合物、Al-Ni-Cu-Mn-Fe系化合物等を形成し、硬さ、強度に加えて耐摩耗性、高温強度も向上する。この効果は、Mnが0.2wt%未満では認められず、1.5wt%を超えると铸造性や靱性を害する。

(Mg)

Mgの一部は α 相中に固溶し、残りは Mg_2Si 又は $Al-Cu-Mg$ 系化合物として晶出し、これらの効果から強度、耐磨耗性を向上する。しかし、1.0 wt%以上添加すると、 Mg_2Si 等のぜい性の化合物の晶出量が増え靱性が低下するため添加量は1.0 wt%以下に抑える必要がある。

(Fe)

Feは1.5wt%以上になると $Al-Fe-Si$ 系針状化合物を作り、著しく延性を損ったり、ハードスポットの原因となるので、添加量は15wt%以下に抑える必要がある。

(微細化元素および改良処理元素)

Ti、Bは結晶粒の微細化に効果がある公知の元素で、鍛造性が向上し、Tiは0.001~0.3 wt%、Bは0.001~0.1wt%の範囲でTi単独又はTi、Bの組合せで添加する。

Pは、初晶Siの微細化元素として公知であり、添加量は0.001~0.2wt%の範囲で効果が見られる。

Sr、Sbは共晶Siの改良処理元素として必要に応じて添加する。これらの元素は共晶Si相を微細化

するための靱性の向上に有効である。添加量はSr 0.001~0.1wt%、Sb 0.05~0.3wt%が適当である。

なお、特開昭61-139636号公報にはSi14~18wt%、Fe0.4~2wt%、Cu4~6wt%、Mn4.5~10wt%、P 0.001~0.1wt%強硬Alよりなるアルミニウム合金が開示され、高温強度、特に耐力が優れているとの記載がある。しかしながら、実験条件は、本発明の実施例における条件と必ずしも同一ではないが、同公報に開示されている合金の例えば500°F (227°C)の時の引張強度(T.S)が5-505318で20.7ksi(14.6kgf/mm²)であり、本発明の合金に比べて特に優れているとはいえず、また硬さは開示合金の場合66~67RB(HRB)で本発明の合金に比べてかなり劣っている。また開示合金は耐磨耗性の点でも必ずしも満足すべきものではなかった。この原因としては、同公報に開示の合金にはMnが含まれていないためと思われる、本発明においては前記したように特定範囲のMnを添加しているために硬さ及び耐磨耗性に優れており優れたものとなっている。

(実施例)

以下に実施例を示し、本発明を更に具体的に説明する。

表1に示す組成の合金溶湯を90tonダイカストマシンを用いて鋳造温度730~750℃金型温度110~135℃、射出速度1.3~1.4m/s、鋳込圧力760kgf/cm²、チルタイム5秒の条件で第1図に示す形状の試験片を鋳造し、試料No.1~11とした。またNo.1の組成の合金を10×30×50mm寸法の試験片形状に金型鋳造(グラビティ)し試料No.1Gとした。

以上の試料No.1~11及びNo.1Gを用いて以下の実験を行った。実験結果を表2~4に、凝固組織を金属組織の顕微鏡写真として第2図に示す。

(1) 引張試験(室温)

第1図に示す引張試験片②の試料No.1~11を鋳造し状態で引張試験を行った。その時の引張速度(クロスヘッドスピード)は5mm/minで、伸び測定の間隔距離は50mmである。

(2) 高温引張試験(250℃)

第1図に示す引張試験片②の試料No.1,4,10,11

を用い鋳造し状態で250℃の雰囲気中で引張試験を行った。保持時間は60分である。

(3) 硬さ試験

第1図に示す平板試験片①の試料No.1~11を用い、鋳造し状態でのロックウェル硬さ(HRB)を測定した。

(5) 摩耗試験

第1図に示す平板試験片①を用い大板式摩耗試験機により摩耗試験を行った。試験条件は最終荷重18.9kg、摩耗距離400m、摩耗速度2.86m/s、粗手材FC25、潤滑剤には市販のモーターオイル(10-30W)を用い湿式雰囲気を使った。

(6) 凝固組織の観察

No.1, No.1G, No.10(390合金)、No.11(ACBA合金)の凝固組織を光学顕微鏡で観察した。観察位置は、第1図に示す平板試験片①の鋳肌面から約0.5mmで、腐食処理は1%弗酸溶液を用いた。

表1 合金組成 (wt%) (重量%)

元	Si	Ca	Ni	Mn	Hg	Fe	Ti	P	その他の 元素
1	17.02	4.92	5.60	0.50	0.21	0.23	0.09	0.03	本発明合金 8 0.002 300.11
2	16.30	2.71	5.54	0.52	0.01	0.21	0.11	0.03	" 8 0.003 300.002
3	14.71	5.51	5.49	0.33	0.01	0.37	—	—	"
4	13.67	2.02	6.04	0.31	0.30	0.38	0.10	0.04	"
5	12.82	2.10	3.12	0.01	0.53	0.34	0.10	—	比較合金
6	19.21	3.98	2.01	0.53	0.51	0.35	—	0.03	"
7	17.02	3.49	2.02	0.01	0.32	0.35	—	0.03	"
8	17.11	3.14	8.12Δ	0.49	0.01	0.37	—	0.03	"
9	17.20	2.81	5.69	1.97	0.01	0.21	0.09	0.03	"
10	16~18	4.0~	<0.1	<0.5	<0.45 ~0.55	<1.3	—	0.03	参考合金 (390合金) 24<1.5 37<0.3
11	11.0~ 13.0	0.8~ 1.3	<0.15 1.5	0.7~ 1.3	0.8~ 1.5	—	<0.2	—	参考合金 (AC8A合金)

表3 摩耗試験結果

NO.	比摩耗量 $\times 10^{-3} \text{mm}^3/\text{kg}$	備 考
1	2.41	本発明合金
16	2.84	" (グラビティ鑄造)
2	3.41	本発明合金
3	3.61	"
4	3.52	"
5	11.39	比較合金
7	9.67	"
10	4.52	参考合金 (390合金)
11	11.61	" (AC8A 合金)

表4 高温引張試験結果(250℃)

NO.	引張強さ (Kg/mm^2)	伸び (%)	備 考
1	20.6	0.6	本発明合金
4	21.1	0.7	"
10	18.3	0.7	参考合金 (390合金)
11	21.7	0.7	" (AC8A 合金)

表2 引張試験、硬さ試験結果

性質 NO.	引張強さ (Kg/mm^2)	0.2%耐力 (Kg/mm^2)	伸 び (%)	硬 さ (HRB)	備 考
1	20.5	19.8	0.5	81	本発明合金
2	20.1	18.1	0.6	79	"
3	21.7	20.4	0.6	79	"
4	23.6	20.6	0.6	79	"
5	22.8	17.9	1.0	70	比較合金
6	23.9	22.0	0.4	75	"
7	20.5	19.3	0.6	73	"
8	20.1	20.0	0.2	85	"
9	20.4	20.0	0.4	83	"
10	21.3	20.5	0.6	76	参考合金 (390合金)
11	27.1	19.2	0.7	71	参考合金 (AC8A合金)

表2に示す様に本発明合金の引張強さ、耐力、伸びは390合金と同程度であるが、硬さは79~81(HRB)を示し、参考合金の390合金AC8A合金より高い。

比較合金のNO.5、NO.7はそれぞれSi又はNiの添加量が少ないため硬さが低い。それに対しNO.6、NO.8はSi、Niの添加量が多過ぎるため伸び値が極めて低く、このためダイカストの際に割れを発生し易い。

本発明合金の耐摩耗性は表3に示す様に、いずれの合金も390合金、AC8A合金より優れている。表3のNO.16はNO.1を金型(グラビティ)鑄造したものであるが、比摩耗量はダイカストしたNO.1と大きな差はなく、本発明合金は、金型鑄造(グラビティ)においてもダイカストと同様な耐摩耗性を得られることがわかる。

比較合金のNO.5、NO.7はSi、Niの添加量が不充分であるため耐摩耗性は本発明合金や390合金より劣っている。

表4は250℃における引張強さと伸びを示す。

本発明合金 (N0.1、N0.4) の高温引張強さは390合金 (N0.10) より高く、AC8A合金 (N0.11) と同等の値を示している。

本発明合金及び参考合金の凝固組織を合金組織の顕微鏡写真として第2図に示す。本発明合金の凝固組織は390合金、AC8A合金に比べ α 相の晶出量が極めて少なく、粒状の初晶Siと微細な共晶相が組織を埋めている。(そのため優れた耐摩耗性を有する) また金型铸造 (グラビティ) したN0.1Gの組織もN0.1と同じ微細な共晶相と初晶Siから成っている。

(発明の効果)

以上説明したように本発明合金は、何れも α 相の晶出が少いために摺動時焼付きの問題を生じさせることもない。従って鑄造し状態で390合金と比べ優れた耐摩耗性と高温強度とを有し、シリンダブロック、ピストン等エンジン部品に用いて好適であり、更にその他の摺動部材へも広い用途が期待できるため産業界に与える効果は大きい。

4. 図面の簡単な説明

第1図は本発明の実施例及び比較例で用いた試験片を示す平面図。

第2図実施例で得られた本発明の合金及び参考合金の金属組織を示す顕微鏡写真である。

代理人 井上 (8107) 佐々木 清 隆
(ほか3名)



第 1 図

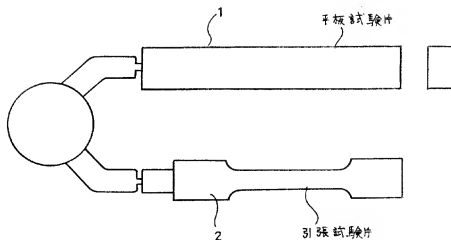


図2

第1

